

PCT

世界知的所有権機関
国際事務局

特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(51) 国際特許分類 6 C21D 8/00	A1	(11) 国際公開番号 WO 95/10635 (43) 国際公開日 1995年4月20日 (20.04.95)
(21) 国際出願番号 PCT/JP94/01694 (22) 国際出願日 1994年10月11日(11. 10. 94) (30) 優先権データ 特願平5/254333 1993年10月12日(12. 10. 93) JP (71) 出願人(米国を除くすべての指定国について) 新日本製鐵株式会社(NIPPON STEEL CORPORATION)[JP/JP] 〒100-71 東京都千代田区大手町2丁目6番3号 Tokyo, (JP) (72) 発明者: および (75) 発明者/出願人(米国についてのみ) 高橋稔彦(TAKAHASHI, Toshihiko)[JP/JP] 石川房男(ISHIKAWA, Fusao)[JP/JP] 〒299-12 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内 Chiba, (JP) 越智達明(OCHI, Tatsuro)[JP/JP] 〒050 北海道室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式会社 室蘭製鐵所内 Hokkaido, (JP) (74) 代理人 弁理士 本多小平, 外(HONDA, Kohei et al.) 〒100 東京都千代田区丸の内2丁目6番2号 丸の内八重洲ビル330号 Tokyo, (JP) (81) 指定国 CN, KR, US, 欧州特許(DE, FR, GB, IT).		添付公開書類 国際調査報告書
(54) Title : PROCESS FOR PRODUCING HOT FORGING STEEL WITH EXCELLENT FATIGUE STRENGTH, YIELD STRENGTH AND CUTTABILITY (54) 発明の名称 疲労強度、降伏強度および被削性に優れる熱間鍛造用鋼の製造方法 (57) Abstract <p>A process for producing a hot forging steel of ferrite plus bainite type which comprises hot forging a steel material containing, on the weight basis, 0.10-0.35 % of carbon, 0.15-2.00 % of silicon, 0.40-2.00 % of manganese, 0.03-0.10 % of sulfur, 0.0005-0.05 % of aluminum, 0.003-0.05 % of titanium, 0.0020-0.0070 % of nitrogen and 0.30-0.70 % of vanadium and further containing one or more elements selected from among chromium, molybdenum, niobium, lead and calcium each in a specified amount, cooling the steel in such a manner that the ferrite plus bainite structure will account for at least 80 % of the metallographic structure after transformation, and then conducting aging at a temperature of 200 to 700 °C. This process permits the production of a hot forging steel with sufficient fatigue strength, yield strength and cuttability, and thus has an extremely great industrial effect.</p>		

(57) 要約

重量比で

C : 0.10~0.35%

Si : 0.15~2.00%

Mn : 0.40~2.00%

S : 0.03~0.10%

Al : 0.0005~0.05%

Ti : 0.003~0.05%

N : 0.0020~0.0070%

V : 0.30~0.70%

を含有し、さらには特定のCr、Mo、Nb、Pb、Caの1種または2種以上を含有した鋼材に、熱間鍛造を施し冷却させ、変態が終了した後の金属組織の80%以上がフェライト+ベイナイト組織であるようにし、これにさらに200~700℃の温度で時効処理を行うことを特徴とするフェライト+ベイナイト型熱間鍛造用鋼の製造方法である。本発明により、十分な疲労強度・切削性・降伏強度を有する熱間鍛造用鋼の製造が可能となり、産業上極めて効果が大い。

情報としての用途のみ

PCTに基づいて公開される国際出願をパンフレット第一頁にPCT加盟国を同定するために使用されるコード

AM	アルメニア	DK	デンマーク	LI	リヒテンシュタイン	PT	ポルトガル
AT	オーストリア	EE	エストニア	LK	スリランカ	RO	ルーマニア
AU	オーストラリア	ES	スペイン	LR	リベリア	RU	ロシア連邦
BB	バルバドス	FI	フィンランド	LT	リトアニア	SD	スーダン
BE	ベルギー	FR	フランス	LU	ルクセンブルグ	SE	スウェーデン
BF	ブルキナ・ファソ	GA	ガボン	LV	ラトヴィア	SI	スロヴェニア
BG	ブルガリア	GB	イギリス	MC	モナコ	SK	スロヴァキア共和国
BJ	ベナン	GE	グルジア	MD	モルドバ	SN	セネガル
BR	ブラジル	GN	ギニア	MG	マダガスカル	SZ	スワジランド
BY	ベラルーシ	GR	ギリシャ	ML	マリ	TD	チャド
CA	カナダ	HU	ハンガリー	MN	モンゴル	TG	トゴ
CF	中央アフリカ共和国	IE	アイルランド	MR	モーリタニア	TJ	タジキスタン
CG	コンゴ	IT	イタリア	MW	マラウイ	TT	トリニダード・トバゴ
CH	スイス	JP	日本	MX	メキシコ	UA	ウクライナ
CI	コート・ジボアール	KE	ケニア	NE	ニジェール	UG	ウガンダ
CM	カメルーン	KG	キルギスタン	NL	オランダ	US	米国
CN	中国	KP	朝鮮民主主義人民共和国	NO	ノルウェー	UZ	ウズベキスタン共和国
CZ	チェコ共和国	KR	大韓民国	NZ	ニュージーランド	VN	ヴェトナム
DE	ドイツ	KZ	カザフスタン	PL	ポーランド		

明 細 書

疲労強度、降伏強度および被削性に優れる熱間鍛造用鋼の製造方法

技術分野

本発明は、熱間鍛造による自動車用を始めとする機械構造用鋼の製造方法に関するものであり、さらに言えば、特定の化学成分を有する鋼材を熱間鍛造し特定の金属組織とした後、時効処理を施すことによって、優れた疲労強度、切削性および降伏強度を同時に持たせることができる熱間鍛造鋼の製造方法に関するものである。

背景技術

工程省略、製造コストの低減の観点から自動車を始めとする機械構造用鋼に対して非調質鋼の適用が普及している。

これらの非調質鋼は主に高い引張強度（あるいは硬さ）と降伏強度および靱性を有することを主眼に開発が行われてきた。そこで例えば特開昭62-205245号公報などに見られるように、析出強化の代表的元素であるVを使った非調質鋼が提案されてきた。ところがこの様な高強度高靱性の非調質鋼の機械鋼への適用において真に障害となるものは疲労強度および被削性である。

疲労強度は、一般に引張強度に依存するとされ、引張強度を高くすれば高くなる。しかし引張強度を上げることによって被削性は極端に劣化し引張強度が 120 kgf/mm^2 を超えともはや通常の生産能率では生産ができなくなってしまう。そこで被削性を劣化させずに疲労強度を向上させる非調質鋼の具現化が切望された。

これには疲労強度と引張強度の比すなわち耐久比を向上させることが有効な手段である。そこで例えば特開平4-176842号公報などに見られるように、ベイナイト主体の金属組織とし組織中の高炭素島状マルテンサイトおよび残留オーステナイトを低減する方法などが提案されてきた。

しかし、このような開発努力にもかかわらず、耐久比はせいぜい0.55程度

であり、被削性も極めて不良である従来型のベイナイト非調質鋼の高々2倍程度にしか改善されない。

本発明者らは先にフェライト組織に適量のベイナイト組織が混ざる金属組織を持つ数種類の熱間鍛造材について、その疲労特性および被削性について検討し、①複合析出物をフェライトの析出核として活用、②低Cおよび低N化、③フェライト+ベイナイト2相組織中にV炭化物を析出させることの3点から、引張強度および疲労強度を向上させかつ被削性も現行の切削工程で許容可能なレベルを確保できるフェライト-ベイナイト型の熱間鍛造まで使用する非調質鋼を発明した。しかし変態したままのベイナイト組織を有する鋼では引張強度および疲労強度は向上するものの、降伏強度および降伏比が顕著に低下する問題点があった。このような問題点から、特に非定常的に大荷重がかかる自動車のエンジン部品関係には適用が困難であった。

本発明は、従来の鋼製熱間鍛造鋼では実現が困難であった、高い引張強度および疲労強度と降伏強度を有しさらに良好な被削性をも同時に有する熱間鍛造鋼の製造方法を提供するものである。

発明の開示

降伏強度は塑性変形を開始する応力に等しく、例えば硬質相+軟質相の2相組織であれば軟質相の降伏強度によって決定される。そこでフェライト+ベイナイトの2相組織であれば軟質なフェライト相の降伏強度に主に影響を受ける。このフェライト相は比較的高温で変態を終了するので、低温変態相であるベイナイト相よりも固溶CおよびNの量が少なく時効処理による降伏強度の増加は期待できない。

ところがVをある程度多くしたフェライト+ベイナイト組織の材料ではフェライト中にも固溶Vが多く存在できる。CとNを比較的低めに制御した鋼材成分のフェライト+ベイナイト組織の材料に時効処理を行うと、ベイナイト相のみでなくフェライト中にもフェライトマトリックスと整合な微細V炭化物が析出し、これが変態で導入された可動転位の移動を妨げることにより降伏強度を高め、しか

も適当な温度範囲の時効処理であれば引張強度の低下を起こさずかつ疲労強度が向上することがわかった。

本発明者らはこのような知見に基づいて、特定の化学成分をもつフェライト+ベイナイト組織鋼に特定の温度範囲の時効処理を行うことにより、引張強度・疲労強度および降伏強度が高くかつ被削性も良好である理想的な熱鍛造の製造方法を提供する本発明を完成するに至った。

すなわち本発明の第1発明は、重量比にしてC : 0.10~0.35%、Si : 0.15~2.00%、Mn : 0.40~2.00%、S : 0.03~0.10%、Al : 0.0005~0.05%、Ti : 0.003~0.05%、N : 0.0020~0.0070%、V : 0.30~0.70%を含有し、残部はFeならびに不純物元素からなる組成の鋼材に、熱間鍛造を施し、鍛造仕上げ温度を1050℃以上とし、その後冷却させ変態が終了した後の金属組織の80%以上がフェライト+ベイナイト組織であるようにし、これにさらに200~700℃の温度で時効処理を行うことを特徴とするフェライト+ベイナイト型熱間鍛造鋼の製造方法であり、第2発明は結晶粒微細化とベイナイト組織率の調整および切削性のさらなる向上のため、第1発明鋼の成分にさらにCr : 0.02~1.50%、Mo : 0.02~1.00%、Nb : 0.001~0.20%、Pb : 0.05~0.30%、Ca : 0.0005~0.010%の内の1種または2種以上を含有させたものである。

次に本発明のフェライト-ベイナイト型熱間鍛造鋼の製造方法における鋼材化学成分、熱間鍛造を施し冷却して変態が終了した後の金属組織およびこの材料を時効処理する条件の限定理由について以下に説明する。

C : ベイナイト組織率を調整しひいては最終製品の引張強度を増加させる重要な元素であるが過多であると強度が上がりすぎて被削性が顕著に劣化する。すなわち、0.10%未満では低引張強度および低疲労強度となり、逆に0.35%超過では高引張強度となりすぎ被削性が顕著に低下するので0.10~0.35%とする。

Si : 脱酸およびベイナイト組織率を調整する元素で、0.15%未満ではそ

の効果は小さく、2.00%超過では耐久比、被削性、のいずれも低下するので0.15~2.00%とする。

Mn : ベイナイト組織率を調整するとともにMnSとなることによりフェライトの析出サイトである複合析出物の基盤となる元素で、0.40%未満ではその効果が小さく、2.00%超過ではマルテンサイトが多量発生して耐久比、被削性のいずれも低下するので0.40~2.00%とする。

S : MnSとなることによりフェライトの析出サイトである複合析出物の基盤となりかつ被削性を向上させる元素で、0.03%未満ではその効果が小さく、0.10%超過では耐久比が低下するので0.03~0.10%とする。

Al : 脱酸および結晶粒微細化効果をもつ元素で、0.0005%未満ではその効果が小さく、0.05%超過では硬質介在物を形成し耐久比、被削性のいずれも低下するので0.0005~0.05%とする。

Ti : MnS上に窒化物となって析出しフェライトの析出サイトとなる複合析出物を形成する元素で、0.003%未満ではその効果が小さく、0.05%超過では粗大硬質介在物の形成を促し、耐久比、被削性のいずれも低下するので、0.003~0.05%とする。

N : TiおよびVと窒化物あるいは炭窒化物を形成する元素で、0.0020%未満ではその効果が小さく、0.0070%超過では耐久比、被削性のいずれも低下するので、0.0020~0.0070%とする。

V : MnSおよびTiNと複合析出物を形成するとともにベイナイト中のマトリックスフェライトを析出強化する元素で、0.30%未満ではその効果が小さく、0.70%超過では耐久比、被削性のいずれも低下するので、0.30~0.70%とする。

以上が本願第1発明の鋼の化学成分の限定理由である。本願第2発明においては、結晶粒微細化とベイナイト組織率の調整および被削性のさらなる向上のため、第1発明鋼の成分にさらにCr、Mo、Nb、Pb、Caの内の1種または2種以上を含有させる。これらの化学成分の限定理由について以下に述べる。

Cr : Mnとはほぼ同様に、ベイナイト組織率を調整する元素で、0.02%未

満ではその効果は小さく、1.50%超過ではマルテンサイトが多量発生して耐久比、被削性のいずれも低下するので0.02~1.50%とする。

Mo : Mn、Cr とほぼ同様の効果をもつ元素で、0.02%未満ではその効果は小さく、1.00%超過ではマルテンサイトが多量発生して耐久比、被削性のいずれも低下するので0.02~1.00%とする。

Nb : Ti および V とほぼ同様の効果をもつ元素で、0.001%未満ではその効果は小さく、0.20%超過では耐久比、被削性のいずれも低下するので、0.001~0.20%とする。

Pb : 被削性を向上せしめる元素で、0.05%未満ではその効果は小さく、0.30%超過ではその効果は飽和し疲労強度および耐久比が低下するので、0.05~0.30%とする。

Ca : Pb とほぼ同様の効果をもつ元素で、0.0005%未満ではその効果は小さく0.010%超過ではその効果は飽和し疲労強度および耐久比が低下するので、0.0005~0.010%とする。

次に本願発明の鋼において熱間鍛造後冷却し変態が終了した際の金属組織であるが、切削性の向上および疲労強度の向上を達成するため、金属組織の80%以上がフェライト+パーライトの2相組織であることが必要である。組織率で20%未満のパーライト、マルテンサイト、あるいは残留オーステナイトがあっても本効果を妨げない。

このようなフェライト-ベイナイト2相組織を得ることができれば、熱間鍛造後の冷却方法は特に指定しないが、設備や製造コストの点からは自然放冷が当然望ましい。なお、金属組織は腐食した試験片を光学顕微鏡等で観察することおよびマイクロビッカース硬度測定機でその組織の微小硬度を測定する等の方法で確認する。

最後にこのような材料を時効処理する条件の限定理由について述べる。時効処理を加熱温度が200℃未満ではCの拡散が困難で効果が不十分となる。一方700℃を超えると析出した炭化物が粗大化し、引張強度が下がるだけでなく疲労強度も低下する。そこで時効処理の加熱温度は200~700℃とする。加熱

時間はこの温度範囲であれば特に限定する必要はないが、望ましくは10分～2時間程度とすべきである。さらに時効処理後の冷却方法も空冷、水冷、油冷どのような方法でも本発明の性能は得ることができる。

以下に、本発明の効果を実施例により、さらに具体的に示す。

発明を実施するための最良の形態

実施例

以下に挙げる各表において、太枠で囲んだ条件が本発明を満足する実施例であり、それ以外は比較例である。

(1) 鋼材化学成分の影響

表1に示す化学成分の鋼を高周波炉にて溶解し、150kgの鋼塊としこれから鍛造用材料を切り出し、一旦950℃加熱放冷で焼準した後、1100～1250℃に加熱して1050～1200℃の温度で熱間鍛造を行い、その後放冷した。この材料の中央部よりJIS4号引張試験片、JIS1号回転曲げ試験片を採取し、引張試験および回転曲げ疲労試験を行った。同材料から光学顕微鏡観察試験片を採取し5%ナイトールで腐食して200倍で観察しベイナイト組織率を求めた。さらに同材料より切削試験片を採取し、SKH9製10mmφストレートシャンクドリルを用いて30mm深さのブラインドホールを穿孔し、ドリルが寿命破壊するまでの総穿孔距離により被削性を評価した。なお、切削速度は50m/min、送り速度は0.35mm/rev、切削油7L/minの条件とした。

表 1 (その1)

No		C	Si	Mn	S	Al	Ti	N	V	Cr	Mo	Nb	Pb	Ca
1	第1発明例	0.13	1.55	1.96	0.036	0.031	0.011	0.0051	0.55	—	—	—	—	—
2	〃	0.19	1.15	1.95	0.045	0.032	0.012	0.0062	0.45	—	—	—	—	—
3	〃	0.24	0.98	1.94	0.054	0.035	0.015	0.0065	0.41	—	—	—	—	—
4	〃	0.32	0.55	1.92	0.064	0.041	0.016	0.0065	0.35	—	—	—	—	—
5	〃	0.33	0.25	1.93	0.075	0.046	0.014	0.0066	0.31	—	—	—	—	—
6	第2発明例	0.27	0.35	1.97	0.056	0.038	0.016	0.0056	0.42	0.35	—	—	—	—
7	〃	0.31	0.29	1.98	0.057	0.035	0.012	0.0055	0.35	—	0.21	—	—	—
8	〃	0.28	0.22	1.99	0.056	0.025	0.014	0.0057	0.35	—	—	0.031	—	—
9	〃	0.31	0.26	1.95	0.055	0.026	0.016	0.0051	0.31	0.31	0.18	—	—	—
10	〃	0.25	0.27	1.96	0.052	0.028	0.017	0.0042	0.32	0.25	—	0.025	—	—
11	〃	0.26	0.31	1.96	0.051	0.031	0.012	0.0048	0.33	—	0.15	0.021	—	—
12	〃	0.25	0.35	1.97	0.018	0.025	0.014	0.0057	0.35	0.22	0.12	0.021	—	—
13	〃	0.31	0.26	1.96	0.044	0.041	0.015	0.0056	0.31	—	—	—	0.22	—
14	〃	0.27	0.35	1.98	0.033	0.042	0.011	0.0058	0.36	—	—	—	—	0.0018
15	〃	0.25	0.20	1.95	0.035	0.043	0.013	0.0059	0.42	—	—	—	0.12	0.0014
16	〃	0.19	0.38	1.96	0.037	0.044	0.016	0.0061	0.39	0.31	—	—	0.11	—
17	〃	0.29	1.36	1.96	0.041	0.035	0.017	0.0061	0.33	0.21	0.12	—	—	0.0016
18	〃	0.27	1.12	1.97	0.046	0.038	0.014	0.0059	0.32	—	0.11	0.012	0.12	—
19	〃	0.31	0.25	1.95	0.044	0.035	0.013	0.0060	0.37	—	0.33	—	0.11	0.0013
20	〃	0.25	0.33	1.95	0.046	0.038	0.011	0.0055	0.33	0.32	—	0.011	0.11	0.0013
21	比較例	0.09	0.24	1.95	0.076	0.046	0.014	0.0066	0.32	—	—	—	—	—
22	〃	0.45	0.25	1.96	0.075	0.048	0.015	0.0065	0.31	—	—	—	—	—
23	〃	0.28	0.07	1.95	0.045	0.033	0.012	0.0062	0.45	—	—	—	—	—
24	〃	0.18	2.21	1.95	0.042	0.032	0.012	0.0063	0.44	—	—	—	—	—
25	〃	0.32	0.95	0.30	0.054	0.036	0.016	0.0065	0.41	—	—	—	—	—
26	〃	0.25	0.91	2.15	0.054	0.035	0.015	0.0066	0.43	—	—	—	—	—
27	〃	0.31	0.55	1.95	0.015	0.041	0.016	0.0065	0.35	—	—	—	—	—
28	〃	0.30	0.56	1.96	0.121	0.043	0.015	0.0063	0.34	—	—	—	—	—

表 1 (その2)

No		C	Si	Mn	S	Al	Ti	N	V	Cr	Mo	Nb	Pb	Ca
29	比較例	0.35	0.26	1.96	0.077	0.0002	0.013	0.0064	0.34	-	-	-	-	-
30	〃	0.34	0.28	1.97	0.075	0.053	0.014	0.0066	0.38	-	-	-	-	-
31	〃	0.25	0.34	1.97	0.056	0.041	0.001	0.0056	0.41	-	-	-	-	-
32	〃	0.26	0.35	1.95	0.056	0.038	0.061	0.0056	0.42	-	-	-	-	-
33	〃	0.28	0.31	1.95	0.057	0.036	0.013	0.0015	0.35	-	-	-	-	-
34	〃	0.27	0.33	1.96	0.058	0.035	0.012	0.0078	0.35	-	-	-	-	-
35	〃	0.31	0.22	1.96	0.057	0.026	0.014	0.0055	0.24	-	-	-	-	-
36	〃	0.30	0.21	1.96	0.056	0.025	0.016	0.0057	0.75	-	-	-	-	-
37	〃	0.30	0.29	1.95	0.052	0.028	0.015	0.0042	0.32	1.61	-	-	-	-
38	〃	0.31	0.32	1.96	0.051	0.031	0.012	0.0048	0.33	-	1.15	-	-	-
39	〃	0.24	0.35	1.97	0.032	0.025	0.014	0.0057	0.34	-	-	0.320	-	-
40	〃	0.26	0.33	1.98	0.044	0.041	0.015	0.0055	0.31	-	-	-	0.33	-
41	〃	0.28	0.34	1.96	0.033	0.042	0.011	0.0058	0.36	-	-	-	-	0.0115
42	比較例： 現行調質鋼	0.45	0.23	0.78	0.027	0.028	-	0.0083	-	-	-	-	-	-

表 2 に各供試材のベイナイト組織率および性能評価結果を示す。

まず調質鋼である No. 42 の耐久比 0.47・切削性 1.00 に対し、本発明例である No. 1～20 はいずれも耐久比は 0.56 以上であり、また切削性も No. 42 の 2～3 倍程度と良好である。

比較例の No. 21 は C 量が低いため引張強度が低くかつ耐久比も低いので疲労特性は不良である。比較例の No. 22 は C 量が高すぎるためマルテンサイトが発生し本発明のフェライト+ベイナイト組織率の条件が満足できず、引張強度は高くなるが本発明例に比べ耐久比が低く切削性も不良である。

比較例の No. 23 は Si 量が低いため脱酸程度が低く耐久比は本発明例に比べ低い。比較例の No. 24 は Si 量が高いためマルテンサイトが発生し本発明のフェライト+ベイナイト組織率の条件が満足できず、耐久比は本発明例に比べ低く切削性も不良である。

比較例の No. 25 は Mn 量が低いため複合析出物の析出が少なく、耐久比が

本発明例に比べ低い。比較例のNo. 26はMn量が高いためマルテンサイトが発生し本発明のフェライト+ベイナイト組織率の条件が満足できず、耐久比は本発明例に比べ低く切削性も不良である。

比較例のNo. 27はS量が低いため複合介在物の析出が少なく、耐久比が本発明例に比べ低く、またMnSの切削性向上効果を得られないので切削性も不良である。比較例のNo. 28はS量が高いためMnSの析出が過多となり、耐久比が本発明例に比べ低い。

比較例のNo. 29はAl量が低いため脱酸程度および結晶粒微細化効果が小さく、耐久比が本発明例に比べ低い。比較例のNo. 30はAl量が高いため硬質介在物が形成され、耐久比は本発明例に比べ低く切削性も不良である。

比較例のNo. 31はTi量が低いため複合析出物の析出が少なく、耐久比が本発明例に比べ低い。比較例のNo. 32はTi量が高いため硬質介在物が形成され、耐久比が本発明例に比べ低く切削性も不良である。

比較例のNo. 33はN量が低いため複合析出物の析出が少なく、耐久比が本発明例に比べ低い。比較例のNo. 34はN量が高いためマトリックスが硬化し、耐久比は本発明例に比べ低く切削性も不良である。

比較例のNo. 35はV量が低いため複合析出物の析出が少なくマトリックスフェライトを析出強化する効果が小さいので、耐久比が本発明例に比べ低い。比較例のNo. 36はV量が高いため、耐久比は本発明例に比べ低く切削性も不良である。

比較例のNo. 37はCr量が高いためマルテンサイトが発生し本発明のフェライト+ベイナイト組織率の条件が満足できず、耐久比は本発明例に比べ低く切削性も不良である。

比較例のNo. 38はMo量が高いためマルテンサイトが発生し本発明のフェライト+ベイナイト組織率の条件が満足できず、耐久比は本発明例に比べ低く切削性も不良である。

比較例のNo. 39はNb量が高いため、耐久比は本発明例に比べ低く切削性も不良である。

比較例のNo. 40はPb量が高いため、切削性は良好なるも耐久比が不良である。

比較例のNo. 41はCa量が高いため、切削性は良好なるも耐久比が不良である。

表 2 (その1)

No		フエルト + ペリット 組 織 率		機 械 的 特 性					被削性
		本発明範囲	実績値	引張強度	降伏強度	降伏比	疲労強度	耐久比	
1	第1発明例	≥0.80	0.85	126.6	93.5	0.74	72.0	0.57	1.97
2	〃	〃	0.88	118.3	89.0	0.75	66.0	0.56	2.11
3	〃	〃	0.90	117.0	88.3	0.75	70.1	0.60	2.14
4	〃	〃	0.93	111.5	85.2	0.76	66.1	0.59	2.24
5	〃	〃	0.93	104.0	81.1	0.78	60.7	0.58	2.40
6	第2発明例	〃	0.91	113.3	86.2	0.76	67.4	0.59	2.21
7	〃	〃	0.92	105.8	82.1	0.78	62.0	0.59	2.36
8	〃	〃	0.91	101.7	79.8	0.78	59.0	0.58	2.46
9	〃	〃	0.92	108.8	83.7	0.77	64.1	0.59	2.30
10	〃	〃	0.90	103.1	80.6	0.78	60.0	0.58	2.43
11	〃	〃	0.90	100.5	79.2	0.79	58.1	0.58	2.49
12	〃	〃	0.90	105.8	82.1	0.78	62.0	0.59	2.36
13	〃	〃	0.92	103.0	80.5	0.78	59.9	0.58	2.67
14	〃	〃	0.91	104.0	81.1	0.78	60.7	0.58	2.64
15	〃	〃	0.90	101.0	79.5	0.79	58.5	0.58	2.72
16	〃	〃	0.88	104.5	81.4	0.78	61.0	0.58	2.63
17	〃	〃	0.92	130.9	95.9	0.73	80.1	0.61	2.10
18	〃	〃	0.91	119.4	89.5	0.75	71.8	0.60	2.30
19	〃	〃	0.92	105.5	81.9	0.78	61.7	0.59	2.61
20	〃	〃	0.90	104.0	77.2	0.74	62.1	0.60	2.64
21	比較例	〃	0.85	82.5	60.5	0.73	40.2	0.49	3.03
22	〃	〃	0.75	131.2	98.5	0.75	58.3	0.44	0.95
23	〃	〃	0.91	102.1	80.1	0.78	50.2	0.49	2.45
24	〃	〃	0.77	140.8	109.9	0.78	73.8	0.52	0.88
25	〃	〃	0.92	94.0	75.6	0.80	45.2	0.48	2.66
26	〃	〃	0.75	132.3	105.2	0.80	61.7	0.47	0.85
27	〃	〃	0.92	111.1	85.0	0.77	55.7	0.50	0.77

表 2 (その2)

No		フェライト + ペイナイト 組 織 率		機 械 的 特 性					被削性
		本発明範囲	実績値	引張強度	降伏強度	降伏比	疲労強度	耐久比	
28	比 較 例	〃	0.93	110.2	84.5	0.77	55.1	0.50	3.35
29	〃	〃	0.94	107.9	83.3	0.77	53.7	0.50	2.32
30	〃	〃	0.95	109.5	84.1	0.77	54.7	0.50	0.88
31	〃	〃	0.91	104.1	81.1	0.78	51.4	0.49	2.40
32	〃	〃	0.94	105.3	81.8	0.78	52.1	0.50	0.87
33	〃	〃	0.93	103.0	80.6	0.78	50.7	0.49	2.43
34	〃	〃	0.92	102.8	80.4	0.78	50.6	0.49	0.96
35	〃	〃	0.91	98.9	78.3	0.79	48.2	0.49	2.53
36	〃	〃	0.94	120.8	90.3	0.75	61.6	0.51	0.95
37	〃	〃	0.72	134.1	97.6	0.73	69.7	0.52	0.85
38	〃	〃	0.71	125.3	95.5	0.76	52.1	0.42	0.84
39	〃	〃	0.91	100.2	79.0	0.79	49.0	0.49	0.88
40	〃	〃	0.92	100.4	79.1	0.79	49.1	0.49	2.74
41	〃	〃	0.91	104.3	81.3	0.78	51.5	0.49	2.64
42	〃	(QT組織)		81.3	65.9	0.81	38.2	0.47	1.00

(2) 熱鍛後の冷却方法によるフェライト+ペイナイト組織率変化の影響

表1に示す化学成分の鋼を高周波炉にて溶解し、150kgの鋼塊としこれから鍛造用材料を切り出し、一旦950℃加熱放冷で焼準した後、1100～1250℃に加熱して1050～1200℃の温度で熱間鍛造を行い、その後同じく表3に示す方法で冷却した。さらにこれらの材料を400℃の温度の加熱炉に1時間装入して時効処理を行った。この材料の中央部より実施例1と同様の方法で、引張強度、疲労強度、被削性およびフェライト+ペイナイト組織率を求めた。表4に各供試材のペイナイト組織率および性能評価結果を示す。

No. 43、44、45および46は、フェライト+ベイナイト組織率が0.8以上と本発明の条件を満足しており、いずれも耐久比は0.56以上を確保しまた切削性も現行調質鋼であるNo. 48のはば2.5倍と良好である。

No. 47は冷却速度を高めることによりマルテンサイトを主とするの組織としたものであり、引張強度は高くなるものの耐久比は極めて低く、また切削性も不良で工具寿命は小さい。

表 3

No	供 試 鋼	鍛 造 後 の 冷 却 方 法	800 ~ 500 °C の 平 均 冷 速
43	表1のNo.20	グラスウール断熱材中で徐冷	約 0.30 °C/秒
44	〃	自然放冷	約 0.80 °C/秒
45	〃	微風冷却	約 1.40 °C/秒
46	〃	水ミスト噴射による急冷	約 4.00 °C/秒
47	〃	油焼入れ槽に投入、焼入れ	約30.00 °C/秒
48	表1のNo.42 比較鋼：現行調質材	875 °Cに油焼入れした後570 °C 焼戻し後、水冷	---

表 4

No	供 試 鋼	フェライト+ベイライト 組織率		機 械 的 特 性					被削性
		本発明範囲	実績値	引張強度	降伏強度	降伏比	疲労強度	耐久比	
43	本 発 明 例	≥0.80	0.88	100.5	72.5	0.72	58.8	0.59	2.74
44	〃	≥0.80	0.90	104.0	77.2	0.74	62.1	0.60	2.64
45	〃	≥0.80	0.92	108.2	82.5	0.76	60.5	0.56	2.54
46	〃	≥0.80	0.85	115.1	87.8	0.76	64.5	0.56	2.39
47	比 較 例	≥0.80	0.61	121.2	95.8	0.79	60.5	0.50	1.25
48	(QT 組織)	≥0.80	0.00	81.3	65.9	0.81	38.2	0.47	1.00

(3) 時効処理温度の変化の影響

実施例2と同一の化学成分の鋼を高周波炉にて溶解し、150kgの鋼塊としこれから鍛造用材料を切り出し、一旦950℃加熱放冷で焼準した後、1100～1250℃に加熱して1050～1200℃の温度で熱間鍛造を行い、その後放冷した。さらにこの材料を表5に示す温度の加熱炉に1時間装入して時効処理を行った。これらの材料について実施例1と同様の方法で、引張試験、疲労試験、切削試験および金属組織観察を行った。表6に各供試材の性能評価結果を示す。

No. 50、51および52は、本発明の時効温度範囲である200～700℃を満足しており、いずれも耐久比は0.58以上を確保しまた切削性も現行調質鋼であるNo. 54のほぼ2.5倍と良好である。

No. 49は時効温度が本発明の範囲を下回った場合であり、耐久比が劣る。またNo. 53は時効温度が本発明の範囲を上回った場合であり、耐久比が劣っている。

表 5

No	供 試 鋼	テ ン パ ー 条 件
49	表 1 のNo.20	100 ℃×1 時間→水冷
50	〃	300 ℃×1 時間→水冷
51	〃	400 ℃×1 時間→水冷
52	〃	600 ℃×1 時間→水冷
53	〃	720 ℃×1 時間→水冷
54	表 1 のNo.42 比較鋼：現行調質材	875 ℃に油焼入れした後 570 ℃焼戻し後、水冷

表 6

No	供 試 鋼	フェライト+ベイナイト 組織率		機 械 的 特 性					被削性
		本発明範囲	実績値	引張強度	降伏強度	降伏比	疲労強度	耐久比	
49	比 較 例	≥0.80	0.90	108.1	65.1	0.60	55.4	0.51	2.54
50	本 発 明 例	≥0.80	0.90	106.4	75.6	0.71	62.1	0.58	2.58
51	〃	≥0.80	0.90	104.0	77.2	0.74	62.1	0.60	2.64
52	〃	≥0.80	0.90	100.5	77.1	0.77	59.5	0.59	2.74
53	比 較 例	≥0.80	0.90	95.1	72.1	0.76	47.0	0.49	2.89
54	(QT 組織)	≥0.80	0.00	81.3	65.9	0.81	38.2	0.47	1.00

産業上の利用可能性

以上述べた如く、本発明鋼はフェライト+ベイナイト2相組織とすることにより高い引張強度を得ると共に被削性を確保し、さらにMnS、Ti窒化物およびV窒化物から形成される複合析出物を使って金属組織の微細化とV炭化物（または炭窒化物）によるベイナイト中のフェライトマトリックスの強化を同時に行い、高Vおよび低C、N化して時効処理を施すことによってさらに高い降伏強度までも獲得することのできる極めて理想的な熱間鍛造鋼に関する製造方法を提供し、産業上極めて効果の大きいものである。

請 求 の 範 囲

1. 重量比にして

C : 0.10~0.35%

Si : 0.15~2.00%

Mn : 0.40~2.00%

S : 0.03~0.10%

Al : 0.0005~0.05%

Ti : 0.003~0.05%

N : 0.0020~0.0070%

V : 0.30~0.70%を含有し

残部はFeならびに不純物元素からなる組成の鋼材に熱間鍛造を施し、鍛造仕上げ温度を1050℃以上としその後、冷却させ変態が終了した後の金属組織の80%以上がフェライト+ベイナイト組織であるようにし、これにさらに200~700℃の温度で時効処理を行うことを特徴とする疲労強度、降伏強度および被削性に優れるフェライト+ベイナイト型熱間鍛造用鋼の製造方法。

2. 成分がさらに

Cr : 0.02~1.50%

Mo : 0.02~1.00%

Nb : 0.001~0.20%

Pb : 0.05~0.30%

Ca : 0.0005~0.010%

の内の1種または2種以上を含有する鋼材を用いることを特徴とする請求項1記載の疲労強度、降伏強度および被削性に優れるフェライト-ベイナイト型熱間鍛造用鋼の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP94/01694

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int. Cl⁶ C21D8/00

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int. Cl⁵ C21D8/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP, B2, 58-2243 (Daido Steel Co., Ltd. and another), January 14, 1983 (14. 01. 83), (Family: none)	1-2
A	JP, A, 60-208414 (Kobe Steel, Ltd.), October 21, 1985 (21. 10. 85), (Family: none)	1-2
A	JP, A, 2-153018 (Mazda Motor Corp.), June 12, 1990 (12. 06. 90) & US, A, 5041167	1-2

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier document but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

December 5, 1994 (05. 12. 94)

Date of mailing of the international search report

December 20, 1994 (20. 12. 94)

Name and mailing address of the ISA/

Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl.⁴ C21D8/00

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl.⁵ C21D8/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP, B2, 58-2243 (大同特殊鋼株式会社 外1名), 14. 1月. 1983 (14. 01. 83) (ファミリーなし)	1-2
A	JP, A, 60-208414 (株式会社 神戸製鋼所), 21. 10月. 1985 (21. 10. 85) (ファミリーなし)	1-2
A	JP, A, 2-153018 (マツダ株式会社), 12. 6月. 1990 (12. 06. 90) &US, A, 5041167	1-2

☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「E」 先行文献ではあるが、国際出願日以後に公表されたもの
「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日
若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献
(理由を付す)
「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日
の後に公表された文献

「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と
矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のため
に引用するもの
「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規
性又は進歩性がないと考えられるもの
「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文
献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性
がないと考えられるもの
「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

05. 12. 94

国際調査報告の発送日

20. 12. 94

名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号 100

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

岡田 萬里

4 K 7 4 1 2

電話番号 03-3581-1101 内線

3435